

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2002年5月10日 (10.05.2002)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 02/36840 A1

(51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/14, 38/38, C21D 9/46

(21) 国際出願番号: PCT/JP01/09469

(22) 国際出願日: 2001年10月29日 (29.10.2001)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2000-331681

2000年10月31日 (31.10.2000) JP

特願 2000-331682

2000年10月31日 (31.10.2000) JP

特願 2001-022726

2001年1月31日 (31.01.2001) JP

特願 2001-044351 2001年2月20日 (20.02.2001) JP

特願 2001-044352 2001年2月20日 (20.02.2001) JP

特願 2001-044354 2001年2月20日 (20.02.2001) JP

特願 2001-044355 2001年2月20日 (20.02.2001) JP

特願 2001-282774 2001年9月18日 (18.09.2001) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 日本鋼管株式会社 (NKK CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-0005 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 Tokyo (JP).

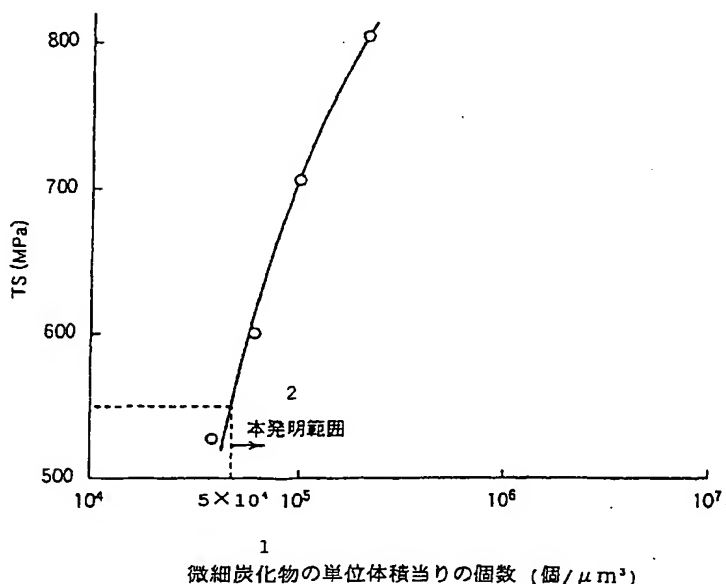
(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 船川義正 (FUTAKAWA, Yoshimasa) [JP/JP]. 塩崎 毅 (SHIOZAKI, Tsuyoshi) [JP/JP]. 富田 邦和 (TOMITA, Kunikazu) [JP/JP]. 斎藤 孝信 (SAITO, Takanobu) [JP/JP]. 中田 博士 (NAKATA, Hiroshi) [JP/JP]. 佐藤 馨 (SATO, Kaoru) [JP/JP]. 諏訪 稔 (SUWA, Minoru) [JP/JP].

[続葉有]

(54) Title: HIGH TENSILE HOT ROLLED STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 高張力熱延鋼板およびその製造方法



(57) Abstract: A high tensile hot rolled steel sheet which contains, in wt %, 0.15 % or less of C, 0.02 to 0.35 % of Ti and 0.05 to 0.7 % of Mo, and comprises a matrix of substantially single ferrite structure and, dispersed therein, fine precipitates having particle diameter of less than 10 nm; for example, a high tensile hot rolled steel sheet which has substantially a chemical composition, in wt %: C \leq 0.06 %, Si \leq 0.5 %, Mn: 0.5 to 2.0 %, P \leq 0.06 %, S \leq 0.005 %, Al \leq 0.1 %, N \leq 0.006 %, Ti: 0.02 to 0.10 %, Mo: 0.05 to 0.6 %, balance: Fe, and comprises a matrix of substantially single ferrite structure and, dispersed therein, fine precipitates having particle diameter of less than 10 nm in an amount of 5×10^4 pieces/ μm^3 or more. The steel sheet has a tensile strength of 550 MPa or more, and also is excellent in elongation and stretch-flanging property, and thus can be suitably used for a member having a complex shape such as a suspension of an automobile.

1...NUMBER OF PIECES OF FINE CARBIDE PER UNIT VOLUME
(PIECES/ μm^3)

2...THE SCOPE OF THE PRESENT INVENTION

[続葉有]

WO 02/36840 A1



山本徹夫 (YAMAMOTO, Tetsuo) [JP/JP]. 村尾安浩 (MURAO, Yasuhiro) [JP/JP]. 前田英司 (MAEDA, Eiji) [JP/JP]; 〒100-0005 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内 Tokyo (JP).

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

(74) 代理人: 弁理士 中濱泰光 (NAKAHAMA, Yasumitsu); 〒210-0855 神奈川県川崎市川崎区南渡田町1番1号 日本鋼管株式会社 知的財産部内 Kanagawa (JP).

(81) 指定国 (国内): BR, CA, CN, KR, US.

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約:

本発明は、重量%で $C \leq 0.15\%$ 、 $Ti : 0.02-0.35\%$ 、 $Mo : 0.05-0.7\%$ を含有し、実質的にフェライト組織单相のマトリックスとマトリックス中に分散した粒径が 10 nm 未満の微細析出物とからなる高張力熱延鋼板、例えば、実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織单相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板に関する。この鋼板は 550 MPa 以上の引張強度を有し、伸びおよび伸びフランジ性にも優れ、自動車の足廻り部材のような複雑な形状の部材に好適である。

1

明 細 書

高張力熱延鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、自動車の足回り部材などに適した高張力熱延鋼板、特に 550 MPa 以上の引張強度を有する高張力熱延鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

環境保護につながる燃費向上の観点から、自動車用熱延鋼板の高張力化、薄肉化が進められている。特に、その効果の大きいホイールやサスペンションアームなどの足廻り部材用熱延鋼板に対して高張力化、薄肉化の要望が強い。一方、足廻り部材は複雑な形状をしているため、それらに用いられる熱延鋼板には、高張力と同時に優れた伸びや伸びフランジ性が必要である。

従来から、足廻り部材のような自動車用部材に対して種々の高張力熱延鋼板が提案されている。例えば、特開平 4-329848 号公報には、フェライト組織と第 2 相（パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトなど）からなる疲労特性と伸びフランジ性に優れた複合組織鋼板が開示されている。しかし、硬質な第 2 相が存在しているため、十分な伸びフランジ性が得られない。

特開平 6-172924 号公報には、転位密度の高いベイニティックフェライト組織を有する伸びフランジ性に優れた鋼板が提案されている。しかし、転位密度の高いベイニティックフェライト組織を有するため、十分な伸びが得られない。

特開平 6-200351 号公報には、主としてポリゴナルフェライト組織からなり、TiC による析出強化や固溶強化を利用して高張力化の図られた伸びフランジ性に優れた鋼板が提案されている。しかし、多量の Ti 添加が必要なため大きい析出物が生成しやすく、優れた伸びや伸びフランジ性が安定して得られない。

特開平 7-11382 号公報には、微細な TiC や NbC が析出したアシキュラーフェライト組織を有する伸びフランジ性に優れた鋼板が提案されている。しかし、転位密度の高いアシキュラーフェライト組織を有するため十分な伸びが得られない。

特開平 11-152544 号公報には、Ti、Nb、V、Mo を添加してフェライト粒径を 2 μm 以下に細粒化した鋼板が提案されている。しかし、粒径が 2 μm 以下の細粒であるため優れた伸びが得られない。

発明の開示

本発明は、自動車の足廻り部材のような複雑な形状の部材に好適な、550 MPa 以上の引張強度を有し、伸びおよび伸びフランジ性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

本発明の目的は、重量%で $C \leq 0.15\%$ 、 $Ti : 0.02-0.35\%$ 、 $Mo : 0.05-0.7\%$ を含有し、実質的にフェライト組織単相のマトリックスとマトリックス中に分散した粒径が 10 nm 未満の微細析出物とからなる高張力熱延鋼板などにより達成される。より具体的には、例えば、以下の成分とからなる高張力熱延鋼板である。

(1) 実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(2) 実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、 $Nb \leq 0.08\%$ と $V \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(3) 実質的に、重量%で $C : 0.06\%$ 超え 0.15 % 以下、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.10\%$ 超え

3

0.35 %以下、Mo : 0.3-0.7 %、残部がFe からなり、かつ実質的にフェライト組織单相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

こうした高張力熱延鋼板は、例えば、上記の成分を有する鋼スラブを Ar3 変態点以上で熱間圧延して熱延鋼板を製造する工程と、熱延鋼板を 550-700 °C で巻き取る工程とを有する高張力熱延鋼板の製造方法によって製造できる。

図面の簡単な説明

図 1 は、微細炭化物の単位体積当りの個数と TS との関係を示す図である。

図 2 は、Fe 炭化物の粒径と λ との関係を示す図である。

図 3 は、Fe 炭化物の体積率と λ との関係を示す図である。

図 4 は、Si、Mo 量と表面性状との関係を示す図である。

図 5 は、 $TS \times EL / t^{0.2}$ とプレス加工性との関係を示す図である。

図 6 は、固溶 C 量と EL との関係を示す図である。

発明を実施するための形態

本発明者らは、高張力熱延鋼板の伸びおよび伸びフランジ性について検討した結果、以下の知見を得た。

- (1) Mo 添加により、炭・窒化物などの析出物が微細になる。
- (2) 転位密度が低く、延性に富むフェライト組織单相のマトリックス中に、Mo 添加により炭・窒化物などの析出物を微細に析出させると、高張力と優れた伸びおよび伸びフランジ性を両立できる。

こうした知見に基づき、重量%で $C \leq 0.15 \%$ 、 $Ti : 0.02-0.35 \%$ 、 $Mo : 0.05-0.7 \%$ を含有させ、マトリックスを実質的にフェライト組織单相とし、マトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物を析出させれば、550 MPa 以上の引張強度と優れた

伸びおよび伸びフランジ性を有する高張力熱延鋼板の得られることを見出した。

C、Ti、Mo 量の限定は、以下の理由による。

C 量が 0.15 % を超えると微細析出物が粗大化し易くなり強度が低下する場合があるので、C 量は 0.15 % 以下にする必要がある。

Ti 量が 0.02 % 未満では微細析出物の量が少なくなり 550 MPa 以上の引張強度が得られ難く、0.35 % を超えるとフェライト組織が微細化し全伸びが低下し易くなることから、Ti 量は 0.02-0.35 % にする必要がある。

Mo 量は、0.05 % 以上であるとパーライト変態を抑制しつつ、Ti との微細な複合析出物を形成し、優れた伸びおよび伸びフランジ性を維持しながら鋼を強化することができる。しかし、0.7 % を超えると硬質相が形成され伸びフランジ性が低下する。したがって、Mo 量は 0.05-0.7 % にする必要がある。

本発明において、フェライト組織単相とは、100 % フェライト組織である必要はなく、95 % 以上のフェライト組織であれば本発明の目的を達成できる。

また、マトリックス中に析出させる微細析出物の粒径を 10 nm 以上にすると、550 MPa 以上の引張強度が得られ難くなる。そのため、粒径が 10 nm 以上の析出物で強化しようとする、析出物の体積率を上げる必要があり、それによりフェライト組織が細粒化して伸びが低下する。したがって、微細析出物の粒径は 10 nm 未満とするが、5 nm 以下にすることがより好ましい。より高張力化を図る場合には 3 nm 以下にすることがさらに好ましい。

微細析出物は、Ti と Mo を含む複合炭化物である。拡散速度が遅い Mo が Ti とともに炭化物を形成するために炭化物の成長速度が遅くなり、微細な炭化物が形成されると考えられる。

Mo の代わりに、あるいは Mo と一緒に、W を 0.01-1.5 % の範囲で含有させても、粒径が 10 nm 未満の微細析出物を析出させることができ、優れた伸びおよび伸びフランジ性と 550 MPa 以上の引張強度を有する高張力熱延鋼板が得られる。

微細析出物の量は強度に大きな影響を与えるので、C : 0.03-0.15 %、Ti : 0.03-0.25 %、Mo : tr.-0.7 % を含む鋼を仕上温度 900 °C で熱間圧延し、巻取温度 500-800 °C で巻き取り、板厚 2.3 mm の熱延鋼板を作製し、微細析出物の量と引張強度 TS

の関係を調査した。その結果、図1に示すように、粒径が10 nm未満の微細析出物の単位体積当りの個数を 5×10^4 個 / μm^3 以上にすると550 MPa以上のTSが、 1×10^5 個 / μm^3 以上にすると700 MPa以上のTSが、 2×10^5 個 / μm^3 以上にすると780 MPa以上のTSが確実に得られることがわかる。

本発明の高張力熱延鋼板には、10 nm未満の微細析出物の他に、比較的粒径の大きなFe炭化物を含む場合がある。粒径の大きなFe炭化物は伸びフランジ性に好ましくないので、上記の熱延鋼板を用いて、Fe炭化物の粒径(平均粒径)、体積率と伸びフランジ性の関係を調査した。ここで、Fe炭化物の粒径(平均粒径)と体積率は、電子顕微鏡で観察し画像解析により求めた。また、伸びフランジ性は、130 mm角の鋼板の中央に10 mmφのポンチによりクリアランス12.5 %で打ち抜いた穴を有する試験片を準備し、60°円錐ポンチにより打抜き穴をバリの発生してない側から押し上げ、割れが鋼板を貫通した時点での穴径dを測定し、下記の式で表される穴広げ率λにより評価した。

$$\lambda (\%) = [(d - 10) / 10] \times 100$$

図2にFe炭化物の粒径と穴広げ率との関係を、図3にFe炭化物の体積率と穴広げ率との関係を示す。

Fe炭化物の粒径が1 μm を超えたり、Fe炭化物の体積率が1 %を超えると、λが80 %未満となり、伸びフランジ性が劣化することがわかる。したがって、Fe炭化物の粒径を1 μm 未満、その体積率を1 %以下にすることが好ましい。

重量%で表されるC、Ti、Moの含有量が $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ を満足するようにすると、10 nm未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で、確実に形成されるようになる。また、微細析出物中の原子%で表されるTi、Moの含有量が $0.1 \leq Ti/Mo \leq 3$ を満足するようにすると、10 nm未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で、確実に形成されるようになり、550 MPa以上の引張強度が確実に得られるようになる。さらに、高張力化を図る場合には、 $0.5 \leq Ti/Mo \leq 2$ を満足するようにすることが望ましい。

C、Ti、Moに加え、さらに重量%でNb ≤ 0.08 %とV ≤ 0.15 %のなかから選ばれた少なくとも1種の元素を含有させても同様な効果が得られるが、この場合、微

細析出物中の原子%で表される Ti、Mo、Nb、V の含有量が $0.25 \leq \text{Mo} / (\text{Ti} + \text{Nb} + \text{V} + \text{Mo})$ を満足するようにする必要がある。

同様に、Mo の代わりに W を含有する場合は、微細析出物中の原子%で表される Ti、W の含有量が $0.1 \leq \text{Ti} / \text{W}$ を満足するようにすると、10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で、確実に形成されるようになる。

また、Mo と W をともに含有する場合は、 $0.1 \leq \text{Ti} / (\text{Mo} + \text{W})$ を満足するようにすると、10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で、確実に形成されるようになる。

このように微細析出物中の元素量の比を制御すると、微細析出物の個数のみならず、その分散状態もより均一化され、鋼板内でより均一な引張特性値が得られるとともに、圧延後の板形状も良好となる。

なお、本発明における組織や微細析出物の調査は、以下の方法により行った。

ツイングジェット法を用いた電解研磨法により試料を作成し、透過電子顕微鏡により加速電圧 200 kV で観察した。このとき、微細析出物が母相に対して計測可能なコントラストになるように母相の結晶方位を制御し、析出物の数え落としを最低限にするために焦点を正焦点からずらしたデフォーカス法で観察を行った。また、析出物粒子の計測を行った領域の試料の厚さは電子エネルギー損失分光法を用いて、弾性散乱ピークと非弾性散乱ピーク強度を測定することで評価した。この方法により、粒子数の計測と試料厚さの計測を同じ領域について実行することができる。粒子数の測定は、試料の $0.5 \times 0.5 \mu\text{m}$ の領域 4 箇所について行い、 $1 \mu\text{m}^2$ 当たりに投影されて観察される粒子数として算出した。この値と試料厚さから $1 \mu\text{m}^3$ 当たりの析出物粒子の数を算出した。また、エネルギー分散型 X 線分析法により析出物の化学分析も行った。

本発明である高張力熱延鋼板のより具体的な例として、以下の高張力熱延鋼板を上げることができる。

(1) 実質的に、重量%で $\text{C} \leq 0.06 \%$ 、 $\text{Si} \leq 0.5 \%$ 、 $\text{Mn} : 0.5\text{-}2.0 \%$ 、 $\text{P} \leq 0.06 \%$ 、 $\text{S} \leq 0.005 \%$ 、 $\text{Al} \leq 0.1 \%$ 、 $\text{N} \leq 0.006 \%$ 、 $\text{Ti} : 0.02\text{-}0.10 \%$ 、 $\text{Mo} : 0.05\text{-}0.6 \%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10

nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(2) 実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、 $Nb \leq 0.08\%$ と $V \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(3) 実質的に、重量%で $C : 0.06\%$ 超え 0.15% 以下、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.10\%$ 超え 0.35% 以下、 $Mo : 0.3-0.7\%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(1)、(2)は引張強度が 780 MPa 以上の高張力熱延鋼板、(3)は引張強度が 950 MPa 以上の高張力熱延鋼板である。

以下に、成分の限定理由を説明する。

C : C は炭化物を形成し、後述する Ti、Mo、Nb、V の量にも依存するが、鋼を強化するのに有効である。しかし、引張強度が 780 MPa グレードの鋼板の場合は、C が 0.06% を超えるとパーライトが形成されたり、析出物が粗大化して伸びや伸びフランジ性を劣化させる。このため、 $C \leq 0.06\%$ とする。一方、引張強度が 980 MPa グレードの鋼板の場合は、同様な理由で C を 0.15% 以下にする必要があるが、所望の強度を得るには C を 0.06% 超えにする必要がある。このため、 $C : 0.06\%$ 超え 0.15% 以下とする。また、C 量と後述する Ti、Mo 量のバランスは、前述のように、 $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ とすることが望ましい。このような関係を満足させることにより、前述のように、Ti、Mo を含む微細な複合炭化物を所定の量析出させるとともに、パーライトの形成や析出物の粗大化による伸びや伸びフランジ性の劣化を抑制できる。

Si : Si は固溶強化には有効な元素であるが、 0.5% を超えるとフェライトからの C 析出が促進されて粒界に粗大な Fe 炭化物を析出し易くなり、伸びフランジ性が低下する。また、Si が 0.5% を超えると板厚 2.5 mm 以下の薄い鋼板の熱間圧延が

不安定になる。このため、 $\text{Si} \leq 0.5\%$ とする。

Mn : Mn は固溶強化により鋼を強化する観点からは 0.5 %以上にすることが必要があるが、2.0 %を超えると偏析が生じたり、硬質相が形成されて伸びフランジ性が低下する。このため、Mn : 0.5-2.0 %とする。

P : P は固溶強化に有効であるが、0.06 %を超えると偏析が生じて伸びフランジ性が低下する。このため、 $P \leq 0.06\%$ とする。

S : S は少ないほど好ましい。0.005 %を超えると伸びフランジ性が低下する。このため、 $S \leq 0.005\%$ とする。

Al : Al は脱酸剤として添加されるが、0.1 %を超えると伸びおよび伸びフランジ性がともに低下する。このため、 $\text{Al} \leq 0.1\%$ とする。

N : N は少ないほど好ましい。0.006 %を超えると粗大な窒化物が増え、伸びフランジ性が低下する。このため、 $N \leq 0.006\%$ とする。

Ti : 上述したように、Ti は Mo と微細な複合炭化物を形成し、優れた伸びおよび伸びフランジ性を維持しながら鋼を強化する。引張強度が 780 MPa グレードの鋼板の場合は Ti : 0.02-0.10 %とし、引張強度が 950 MPa グレードの鋼板の場合は Ti : 0.10 %超え 0.35 %以下とする。

Mo : Ti の場合と同じ理由で、引張強度が 780 MPa グレードの鋼板の場合は Mo : 0.05-0.6 %とし、引張強度が 950 MPa グレードの鋼板の場合は Mo : 0.3-0.7 %とする。

引張強度が 780 MPa グレードの鋼板の場合は、さらに $\text{Nb} \leq 0.08\%$ と $V \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有させることができる。Nb、V は組織の細粒化に有効であり、かつ Ti や Mo とともに複合析出物を形成し優れた伸びや伸びフランジ性の向上に寄与する。しかし、Nb が 0.08 %を超えたり、V が 0.15 %を超えると伸びが劣化するため、 $\text{Nb} \leq 0.08\%$ 、 $V \leq 0.15\%$ とする。なお、Nb や V による組織の細粒化を図る観点から、 $0.005\% \leq \text{Nb}$ 、 $0.001\% \leq V$ とすることが好ましい。

本発明の高張力熱延鋼板のより具体的な例として、上述した 3 種の高張力熱延鋼板の他に、W を含んだ以下の高張力熱延鋼板も上げられる。

(4) 実質的に、重量%で $C \leq 0.1\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn \leq 2\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Ti : 0.02-0.2\%$ 、 $Nb \leq 0.08\%$ 、 $W : 0.01-1.5\%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満であり、析出物中の原子%で表される Ti、Mo、W の含有量が $0.1 \leq Ti / (Mo + W)$ を満足する微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

(5) 実質的に、重量%で $C \leq 0.1\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn \leq 2\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Ti : 0.02-0.2\%$ 、 $Nb \leq 0.06\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、 $W : 0.01-1.5\%$ 、残部が Fe からなり、かつ実質的にフェライト組織単相のマトリックス中に粒径が 10 nm 未満の微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した高張力熱延鋼板。

上記 (1)-(5) の高張力熱延鋼板において、後述する実施例 7 に示すように、固溶 $C \leq 0.0020\%$ とすると伸びがさらに向上する。

図 4 に、Si、Mo 量と表面性状の関係を示す。図の結果は、Si に起因するスケール欠陥の程度を示したもので、◎は欠陥の程度が非常に良好、○は良好、×は劣悪を意味する。

上記 (1)-(5) の高張力熱延鋼板において、重量%で $Si + Mo \leq 0.5\%$ とすると、非常に良好な表面性状が得られる。

なお、 $Cr \leq 0.15\%$ 、 $Cu \leq 0.15\%$ 、 $Ni \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有させても、本発明の効果は得られる。

上記 (1) の高張力熱延鋼板は、例えば、実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、残部が Fe からなり、かつ $0.8 \leq (C / 12) / [(Ti / 48) + (Mo / 96)] \leq 1.3$ を満足する鋼スラブを Ar_3 変態点以上で熱間圧延して熱延鋼板を製造する工程と、熱延鋼板を 550-700 °C で巻き取る工程とを有する高張力熱延鋼板の製造方法によって製造できる。

上記 (2) の高張力熱延鋼板は、例えば、実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq$

0.5 %, Mn : 0.5-2.0 %, $P \leq 0.06 \%$ 、 $S \leq 0.005 \%$ 、 $Al \leq 0.1 \%$ 、 $N \leq 0.006 \%$ 、 $Mo : 0.05-0.6 \%$ 、 $Ti : 0.02-0.10 \%$ 、 $Nb \leq 0.08 \%$ と $V \leq 0.15 \%$ から選ばれた少なくとも1種の元素、残部がFeからなる鋼スラブを、(1)の鋼板と同様な熱延条件で製造すれば得られる。

上記 (3) の高張力熱延鋼板は、例えば、実質的に、重量%で $C : 0.06 \%$ 超え 0.15% 以下、 $Si \leq 0.5 \%$ 、 $Mn : 0.5-2.0 \%$ 、 $P \leq 0.06 \%$ 、 $S \leq 0.005 \%$ 、 $Al \leq 0.1 \%$ 、 $N \leq 0.006 \%$ 、 $Ti : 0.10 \%$ 超え 0.35% 以下、 $Mo : 0.3-0.7 \%$ 、残部がFeからなり、かつ $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ を満足する鋼スラブを、(1)の鋼板と同様な熱延条件で製造すれば得られる。

熱間圧延は、 Ar_3 変態点未満の温度で行うと粗大粒が発生し、伸びが低下するとともに、析出物がひずみ誘起現象を起こして粗大化するため、 Ar_3 変態点以上、より好ましくは $880^\circ C$ 以上で行う必要がある。熱間圧延後は、フェライト組織単相とするため $550^\circ C$ 以上、より好ましくは $600^\circ C$ 以上の温度で巻取る必要がある。また、析出物の粗大化を防止するため $700^\circ C$ 以下、より好ましくは $660^\circ C$ 以下の温度で巻取る必要がある。

なお、鋼スラブは、鋳造後直ちにあるいは補熱を施した後に熱間圧延を行う、直送圧延法で圧延することもできる。また、仕上圧延前あるいは仕上圧延中に圧延材を加熱または保熱したり、粗圧延後に圧延材を接合して行う連続圧延を行うこともできる。

上記 (1)-(5) の高張力熱延鋼板には、溶融亜鉛めっき処理を施すことができる。本発明の高張力熱延鋼板では、安定した微細析出物が分散して析出しているため、溶融亜鉛めっき処理を施しても析出物が変化することはなく、鋼板が軟化することはない。

自動車のサスペンションアーム、リインフォースメント、サイドメンバー、シートフレーム、シートレールなどの足回り部材は複雑な形状を有するため、従来の高張力熱延鋼板ではプレス成形による製造が困難であったが、良好な加工性を有する

上記 (1)-(5) の高張力熱延鋼板を用いれば、高品質、高歩留まりでこうした部材を製造することが可能となる。

特に、80 %以上の穴広げ率と 700 MPa 以上の引張強度 TS を有し、TS、伸び EL (%)、板厚 t (mm) が $(TS \times EL) / t^{0.2} > 12000$ を満足する高張力熱延鋼板が、以下の理由により、自動車の足回り部材に好適である。

TS と EL の積 $TS \times EL$ は材料の吸収エネルギーの指標となり、プレス割れの生じ難さを表す指標として有効であるが、鋼板の TS ごとに要求される値が異なる。また、EL は板厚 t に依存する値であるので、TS ごとに EL 不足によるプレス割れの問題が生じない t の関数として表された $TS \times EL$ の好ましい範囲が存在する。 t の異なる鋼板の EL は Oliver の式で換算でき、 t の 0.2 乗に比例する。

そこで、C : 0.04 %、Ti : 0.09 %、Mo : 0.2 %を含み、板厚が 3.5-2.7 mm で、TS が 710-850 MPa の熱延鋼板を用い、1200 ton プレス機でサスペンションアームを作製し、 $(TS \times EL) / t^{0.2}$ とプレス加工性 (割れなし : OK、割れ : NG) との関係を調査した。

図 5 に示すように、 $(TS \times EL) / t^{0.2}$ が 12000 を超えると割れが全く生じなくなることがわかる。

実施例 1

表 1 に示す成分組成の鋼 A-E を、表 1 に示す条件で熱間圧延を行い、鋼板 1-5 を作製した。そして JIS 5 号試験片による引張試験、および上述したような方法で、透過電子顕微鏡による組織および析出物の調査、穴広げ率 (λ) の測定、サスペンションアームの実プレス試験を行った。表 1 には、マトリックスの組織、析出物の粒径、析出物の個数も合わせて示した。

結果を表 2 に示す。

透過電子顕微鏡による観察によれば、本発明例である鋼板 1-3 は、フェライト組織単相のマトリックス中に粒径 10 nm 未満の微細析出物が均一に分散していた。また、これらの微細析出物は Ti と Mo を含む炭化物であった。これらの鋼板 1-3 は、800 MPa 以上の TS、高い EL および λ を有し、プレス割れも生じない。

一方、比較例である鋼板 4 は、ベイナイト (B) 組織で、EL が低く、プレス割れが生じる。また、鋼板 5 は、フェライト+パーライト (F + P) 組織であり、 λ が低く、プレス割れが生じる。

表 1

鋼	化学成分(wt%)											熱延条件		組織	微細析出物		備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	Cr	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)		粒径 (nm)	個数 (個 / μm ³)	
A	0.045	0.05	1.67	0.004	0.001	0.044	0.0020	0.085	0.007	0.20	0.056	890	600	F	1	21	発明例
B	0.046	0.08	1.65	0.005	0.001	0.040	0.0025	0.084	0.008	0.19	0.056	900	625	F	2	21	発明例
C	0.044	0.08	1.59	0.006	0.001	0.041	0.0022	0.087	0.005	0.21	0.057	890	650	F	2	22	発明例
D	0.045	0.06	1.64	0.005	0.001	0.041	0.0020	0.088	0.006	0.21	0.058	900	480	B	1	4.0	比較例
E	0.122	0.46	1.84	0.011	0.001	0.046	0.0041	0.091	0.041	-	0.195	860	570	F+P	30	4.4	比較例

F:フェライト、B:ベイナイト、P:パーライト

表 2

鋼板	鋼	板厚 (mm)	TS (MPa)	EL (%)	TS×EL	λ (%)	プレス加工 性	備考
1	A	3.2	821	21.1	17323	105	OK	発明例
2	B	3.2	810	23.1	18711	110	OK	発明例
3	C	3.2	815	22.3	18175	118	OK	発明例
4	D	3.2	841	16.5	13877	95	NG	比較例
5	E	3.2	856	20.7	17719	30	NG	比較例

実施例 2

表 3 に示す化学成分を有する鋼 A-P を 1250 °C に加熱後、仕上温度 880-930 °C で熱間圧延し、冷却速度と巻取温度を変化させて、板厚 3.2 mm の鋼板 1-16 を作製した。そして、実施例 1 の場合と同様な試験を行った。

結果を表 4 に示す。

本発明例である鋼板 1-10 は、フェライト組織单相であり、析出物の粒径が 10 nm 未満で、原子%による $\text{Mo} / (\text{Ti} + \text{Nb} + \text{V} + \text{Mo})$ の値が 0.25 以上であり、550 MPa 以上の TS と高い EL および入を有している。また、電子顕微鏡による観察によれば、微細析出物がフェライト組織中に均一に分散していた。

これに対し、比較例である Mo 無添加の鋼板 11、12 では、パーライトが生成したり、析出物が粗大化しており、EL および入がともに低い。また、鋼板 13 では、析出物の粒径が 10 nm 以上であり、C 量が少なく析出物の量が少ないため TS が 550 MPa 未満である。鋼板 14 では、Mn 量が多く偏析が顕著であり、かつマルテンサイトも形成されているため、EL および入がともに低い。鋼板 15 では、Ti 量が少ないため、析出物の量が少ないため TS が 550 MPa 未満である。鋼板 16 では、Ti 量が多く、Ti と Mo の複合析出物は存在するが、複合析出物中の Mo 比率が低く、また Si 量も多いので、析出物が粗大化して、EL と入がともに低い。

表 3

鋼	化学成分(wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	その他
A	0.045	0.20	1.60	0.003	0.0007	0.046	0.0041	0.20	0.085	-	-	-
B	0.047	0.22	1.59	0.002	0.0006	0.048	0.0040	0.20	0.082	0.012	-	-
C	0.042	0.18	1.56	0.004	0.0006	0.052	0.0040	0.11	0.080	0.037	-	-
D	0.045	0.18	1.39	0.006	0.0006	0.049	0.0031	0.21	0.084	0.008	-	-
E	0.035	0.09	1.65	0.005	0.0009	0.050	0.0045	0.30	0.040	0.011	0.069	-
F	0.038	0.11	1.12	0.004	0.0008	0.046	0.0043	0.15	0.043	0.009	-	-
G	0.040	0.08	0.89	0.005	0.0007	0.045	0.0042	0.14	0.025	0.041	-	-
H	0.043	0.17	1.56	0.005	0.0008	0.046	0.0039	0.19	0.083	0.010	-	Cr: 0.12
I	0.042	0.16	1.57	0.004	0.0008	0.047	0.0041	0.20	0.082	0.007	-	Cu: 0.14
J	0.042	0.18	1.55	0.004	0.0006	0.049	0.0039	0.20	0.085	0.008	-	Ni: 0.11
K	0.063	0.20	1.72	0.008	0.0006	0.054	0.0028	-	0.084	0.040	-	
L	0.051	0.09	1.70	0.006	0.0009	0.048	0.0040	-	0.101	0.038	-	
M	0.006	0.16	1.61	0.005	0.0010	0.046	0.0042	0.13	0.070	0.011	-	
N	0.045	0.15	2.20	0.004	0.0008	0.050	0.0045	0.15	0.061	0.022	-	
O	0.047	0.19	1.54	0.005	0.0009	0.045	0.0038	0.12	0.010	0.012	-	
P	0.050	0.48	1.03	0.012	0.0010	0.030	0.0025	0.21	0.150	0.050	-	

表 4

鋼板	鋼	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	組織	析出物粒径 (μm)	析出物組成比 Mo/(Ti+Nb+V+Mo)	備考
1	A	806	24.6	109	F	3	0.47	発明例
2	B	807	24.4	111	F	3	0.46	発明例
3	C	795	23.3	83	F	4	0.39	発明例
4	D	793	24.9	108	F	4	0.48	発明例
5	E	789	24.7	101	F	3	0.28	発明例
6	F	603	33.9	133	F	4	0.67	発明例
7	G	598	34.1	138	F	4	0.75	発明例
8	H	803	24.0	108	F	3	0.46	発明例
9	I	801	24.7	100	F	3	0.47	発明例
10	J	805	24.5	107	F	3	0.47	発明例
11	K	811	20.5	39	F+P	16	0	比較例
12	L	786	20.7	46	F	15	0	比較例
13	M	495	36.7	121	F	11	0.51	比較例
14	N	802	19.3	43	F+M	5	0.49	比較例
15	O	508	37.1	125	F	6	0.83	比較例
16	P	801	20.4	78	F	12	0.01	比較例

実施例 3

表 5 に示す成分の鋼をオーステナイト域に加熱後、仕上温度 880 °C 以上で熱間圧延を行い、表 5 に示す巻取温度で巻取り、表 5 に示す板厚の鋼板 17-29 を作製した。ここで、鋼板 17-23 は 780 MPa 以上の TS を、鋼板 24-29 は 590 MPa 以上の TS を目標にして作製された鋼板である。そして、JIS 5 号試験片により引張試験を行った。また、圧延後の板形状を目視で判定し、フラットな場合を○、波うちが顕著な板を×で評価した。さらに、透過電子顕微鏡によって析出物を調査した。

本発明例である鋼板 17-21、24-27 では、 $\text{Mo} / (\text{Ti} + \text{Nb} + \text{Mo})$ の値が 0.25 以上であり、高い TS と EL が得られ、板形状も良好である。

一方、比較例である鋼板 22、23、28、29 では、 $\text{Mo} / (\text{Ti} + \text{Nb} + \text{Mo})$ の値が 0.25 未満であり、EL が低く、板形状も波うちが顕著である。これは、強度を確保するために、熱間圧延後急冷したために、低温変態相が形成されたためである。

表 5

鋼板	化学成分(wt%)										析出物組成比		板厚 (mm)	卷取溫度 (°C)	TS (MPa)	EL (%)	形状	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	Mo/(Ti+Nb+V+Mo)							
17	0.055	0.12	1.81	0.005	0.001	0.045	0.0025	0.22	0.088	0.010	0.48	2.0	625	801	20.1	○	発明例	
18	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.48	1.6	625	810	19.2	○	発明例	
19	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.48	1.4	625	805	18.6	○	発明例	
20	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.48	1.2	625	807	18.1	○	発明例	
21	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.45	2.0	600	795	18.9	○	発明例	
22	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.20	2.0	540	821	16.3	×	比較例	
23	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.16	2.0	500	830	14.1	×	比較例	
24	0.020	0.01	1.31	0.001	0.001	0.050	0.0034	0.18	0.051	0.020	0.53	2.3	640	605	35.1	○	発明例	
25	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.53	1.8	640	610	33.4	○	発明例	
26	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.53	1.4	640	608	31.8	○	発明例	
27	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.53	1.2	640	611	30.8	○	発明例	
28	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.22	1.4	540	631	28.1	×	比較例	
29	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	0.18	1.4	510	642	25.3	×	比較例	

実施例 4

表 6 に示す化学成分を有する鋼を 1250 °C に加熱後、仕上温度 890 °C で熱間圧延を行い、巻取温度 650 °C で巻取り、板厚 3.2 mm の鋼板を作製した。そして、鋼板の長手方向中央部で幅方向中央部および端部から 65 mm の位置から JIS 5 号試験片を採取して引張試験を、また、透過電子顕微鏡による析出物の調査を行った。さらに、Si に起因するスケール欠陥を上述した方法で評価した。

結果を表 6 に示す。

本発明例である鋼板 2-4 では、幅方向で均一な材質が得られ、表面性状も良好である。特に、Si + Mo が 0.5 以下である鋼板 2 および 3 では、非常に良好な表面性状が得られる。なお、鋼板 3 では、透過電子顕微鏡によれば、微細な Ti および Mo を含む炭化物がフェライト組織中に均一に分散していた。

これに対して、Mo 無添加の比較例の鋼板 1 は、フェライト+パーライト組織であり、幅方向の材質変動 ΔTS が 30 MPa 以上で、 ΔEL が 2 % 以上と大きい。また、Mo 添加量が多く、Ti/Mo が 0.1 未満の比較例の鋼板 5 では、材質変動は小さいが、伸びの低下が大きい。

本発明例である鋼板 7-9 では、幅方向の材質変動が小さく、表面性状も非常に良好である。

これに対して、Mo 無添加の比較例の鋼板 6 は、フェライト+パーライト組織であり、材質変動 ΔTS が 30 MPa 以上、 ΔEL が 2 % 以上と大きい。Cr 添加量が多い比較例の鋼板 10 では、低温変態相の生成が抑制できず、アシキュラーフェライト組織となったために EL の低下が著しい。なお、これらの鋼板では、全て Si + Mo が 0.5 % 以下であることから表面性状は非常に良好である。

本発明例である鋼板 12-14 では、幅方向の材質変動が小さく、表面性状も良好である。

これに対して、Ti 無添加の比較例の鋼板 11 では、パーライトおよびセメンタイトが析出し、低 TS であるにも関わらず EL が鋼板 12 と同程度で低く、材質変動も大きい。

本発明例である鋼板 16-18 では、幅方向の材質変動が小さく、表面性状も良好で

ある。特に、Si + Mo が 0.5 %以下である鋼板 16 では、表面性状が非常に良好である。

これに対して、Mo 無添加の比較例の鋼板 15 では、材質変動が大きく、Mo 添加量が多い比較例の鋼板 19 では、EL が低い。

表 6

鋼板	化学成分(wt%)											組織	Ti/Mo	引張特性値		材質変動		表面 性状	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	Cr			TS(MPa)	EL(%)	ΔTS	ΔEL		
1	0.040	0.18	1.62	0.005	0.002	0.050	0.0030	-	0.084	0.011	0.056	F+P	-	781	19.8	45	2.4	◎	比較例
2	0.041	0.18	1.60	0.006	0.003	0.055	0.0033	0.11	0.080	0.010	0.051	F	1.53	816	21.4	15	0.5	◎	発明例
3	0.043	0.19	1.61	0.006	0.003	0.054	0.0028	0.20	0.085	0.010	0.056	F	0.82	807	24.4	12	0.1	◎	発明例
4	0.044	0.17	1.59	0.003	0.003	0.048	0.0025	0.36	0.084	0.012	0.050	F	0.61	812	24.2	11	0.2	○	発明例
5	0.044	0.17	1.63	0.006	0.003	0.057	0.0036	0.72	0.085	0.011	0.055	AF	0.05	890	14.9	10	0.1	×	比較例
6	0.035	0.15	1.61	0.012	0.003	0.035	0.0016	-	0.040	0.011	0.230	F+P	-	572	36.8	43	2.3	◎	比較例
7	0.035	0.15	1.45	0.011	0.003	0.036	0.0018	0.23	0.040	0.013	0.081	F	0.46	610	35.6	12	0.2	◎	発明例
8	0.036	0.14	1.43	0.013	0.002	0.037	0.0019	0.19	0.041	0.014	0.151	F	0.44	615	34.6	12	0.3	◎	発明例
9	0.036	0.13	1.44	0.011	0.003	0.031	0.0018	0.20	0.043	0.013	0.425	F	0.45	624	35.5	9	0.1	◎	発明例
10	0.035	0.14	1.46	0.014	0.004	0.035	0.0019	0.22	0.042	0.014	0.740	AF	0.48	687	28.9	9	0.2	◎	比較例
11	0.056	0.26	1.30	0.009	0.003	0.061	0.0039	0.34	-	0.034	0.240	F+P	0	512	34.1	48	4.3	○	比較例
12	0.057	0.27	1.40	0.008	0.002	0.060	0.0038	0.35	0.030	0.034	0.260	F	0.23	623	34.3	8	0.9	○	発明例
13	0.058	0.26	1.36	0.009	0.003	0.069	0.0041	0.46	0.057	0.035	0.260	F	0.25	781	24.9	9	1.1	○	発明例
14	0.054	0.26	1.38	0.007	0.002	0.068	0.0037	0.35	0.089	0.034	0.240	F	0.51	812	24.1	11	1.3	○	発明例
15	0.045	0.38	1.39	0.011	0.003	0.050	0.0031	-	0.085	0.041	0.154	F+P	-	735	22.4	53	4.2	○	比較例
16	0.044	0.39	1.38	0.008	0.004	0.049	0.0030	0.08	0.084	0.043	0.162	F	2.10	782	24.1	12	1.3	◎	発明例
17	0.046	0.37	1.39	0.010	0.003	0.045	0.0029	0.23	0.085	0.041	0.158	F	0.74	791	23.3	13	1.2	○	発明例
18	0.044	0.28	1.38	0.011	0.001	0.043	0.0033	0.31	0.086	0.045	0.187	F	0.49	829	22.2	11	0.7	○	発明例
19	0.044	0.37	1.37	0.009	0.002	0.048	0.0031	0.77	0.084	0.042	0.177	AF	0.22	898	17.4	10	1.2	×	比較例

F: フェライト、AF: アジキユーラーフェライト、P: パーライト

実施例 5

表 7 に示す成分の鋼を、表 7 に示す条件で熱間圧延を行い、板厚 3.6 mm の鋼板 21-38 を作製した。そして、実施例 4 と同様に、鋼板の幅方向中央部と端部の引張特性値を調査した。また、透過電子顕微鏡によって析出物を調査した。

結果を表 7 に示す。

仕上温度を変化させた鋼板 21-25 を見ると、仕上温度が 880 °C 以上で材質変動が極めて小さい。

また、巻取温度を変化させた鋼板 26-30 を見ると、巻取温度が 550-700 °C である鋼板 27-29 で材質変動が極めて小さく、伸びも大きい。

これに対して、巻取温度が 550-700 °C から外れる鋼板 26、30 では、材質変動が大きい。

仕上温度と巻取温度とを変化させた鋼板 31-35 を見ると、仕上温度が 880 °C 以上、かつ巻取温度が 550-700 °C である鋼板 32-34 で材質変動が極めて小さい。

なお、鋼板 36、37 では、Mo 含有量が多く析出物の Ti / Mo が 0.1 未満であり、材質変動が大きい。また、鋼板 38 では、巻取温度が 500 °C と低く、ベイナイト組織が生じ、TS の変動が特に大きい。

表 7

鋼板	化学成分(wt%)											熱延条件		組織	Ti/Mo	引張特性値		材質変動	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	Cr	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)			TS(MPa)	EL(%)	ΔTS	ΔEL
21	0.042	0.18	1.54	0.001	0.001	0.055	0.0029	0.21	0.085	0.008	0.060	865	603	F	1.30	703	21.2	28	1.2
22	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	880	604	F	1.32	819	20.5	15	0.4
23	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	885	604	F	1.41	825	20.6	10	0.3
24	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	910	610	F	1.30	820	21.3	8	0.2
25	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	920	606	F	1.32	823	21.1	10	0.2
26	0.045	0.17	1.39	0.006	0.001	0.049	0.0031	0.22	0.088	0.009	0.067	892	500	AF	0.03	764	20.6	31	1.7
27	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	891	580	F	2.30	821	23.8	10	0.2
28	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	890	630	F	1.20	831	24.3	5	0.2
29	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	893	650	F	1.10	824	24.4	3	0.1
30	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	894	720	F+P	1.10	703	20.3	25	1.9
31	0.035	0.25	1.55	0.005	0.001	0.034	0.0022	0.15	0.035	0.015	0.080	843	592	F	0.61	544	31.1	24	1.6
32	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	892	623	F	0.65	620	35.0	5	0.3
33	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	899	632	F	0.67	613	35.4	6	0.2
34	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	891	600	F	0.61	611	34.4	4	0.2
35	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	901	490	BF	0.03	531	27.5	22	1.7
36	0.05	0.50	1.50	0.01	0.001	0.035	0.0025	0.99	0.150	0.050	-	895	590	F	0.08	635	26.3	26	2.3
37	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	903	700	F+P	0.08	725	22.3	35	3.1
38	0.05	0.48	1.03	0.012	0.001	0.030	0.0025	0.21	0.150	0.050	-	910	500	B	0.08	815	18.2	42	2.9

AF: アニキラーフェライト、B: ベイナイト、BF: ベイニティックフェライト、P: パーライト

F: フェライト、AF: アシキユラーフェライト、B: ペイナイト、BF: ベイニティックフェライト、P: パーライト

実施例 6

表 8 に示す化学成分を有する鋼 A-T を、表 9 に示す熱延条件で熱間圧延し、板厚 3.2 mm の鋼板 1-23 を作製した。そして、JIS 5 号試験片および穴広げ試験片を採取し、引張試験および穴広げ試験を行った。また、光学顕微鏡および走査電子顕微鏡で金属組織を観察した。さらに、透過電子顕微鏡によって析出物を調査した。なお、本実施例では、TS が 780 MPa 以上、EL が 20 % 以上、 λ が 70 % 以上を良好とした。

結果を表 9 に示す。

本発明例である鋼板 1-3 および 5-15 は、成分組成が本発明範囲内であり、Ti と Mo を含む炭化物が均一に分散したフェライト組織であるので、EL および λ が高い。

これに対して、比較例である鋼板 4 では、巻取温度が低いため転位密度の高いベイナイト組織が形成され、EL が低い。比較例である鋼板 16-18 では、パーライトまたはマルテンサイトが形成され、EL および λ がともに低い。また、鋼板 19 では、Mo 添加量が少ないため Ti、Nb の炭・窒化物が微細とならず、かつ、Mo 炭化物の析出もほとんどないため λ が低い。鋼板 21 では、Ti 添加量が少なく Ti の炭化物が少ないため TS、 λ が低い。鋼板 22、23 では、Mo 無添加であり、Ti の添加量が多いため、析出物が粗大化し、その量も過多となり、EL および λ がともに低い。

表 8

鋼	化学成分(wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	Cr
A	0.043	0.20	1.61	0.005	0.0010	0.054	0.0028	0.20	0.085	0.008	0.056
B	0.042	0.18	1.56	0.004	0.0006	0.052	0.0040	0.10	0.080	0.037	0.082
C	0.045	0.18	1.39	0.006	0.0006	0.049	0.0031	0.21	0.084	0.008	0.067
D	0.057	0.19	1.59	0.005	0.0015	0.050	0.0034	0.18	0.076	0.010	0.710
E	0.047	0.28	1.63	0.008	0.0011	0.048	0.0046	0.19	0.082	0.012	-
F	0.043	0.18	1.91	0.012	0.0015	0.046	0.0051	0.21	0.066	0.011	0.094
G	0.045	0.20	1.50	0.014	0.0016	0.044	0.0044	0.12	0.084	0.013	0.081
H	0.048	0.07	1.41	0.009	0.0009	0.050	0.0049	0.38	0.077	0.009	-
I	0.045	0.10	1.40	0.011	0.0018	0.049	0.0031	0.20	0.033	0.040	-
J	0.048	0.14	1.60	0.008	0.0011	0.048	0.0035	0.20	0.096	0.009	0.070
K	0.040	0.11	1.36	0.009	0.0014	0.039	0.0040	0.18	0.079	0.043	0.081
L	0.050	0.12	1.62	0.005	0.0008	0.041	0.0039	0.43	0.088	0.010	-
M	0.066	0.20	1.50	0.002	0.0006	0.051	0.0039	-	0.166	0.057	-
N	0.065	0.18	1.72	0.006	0.0008	0.050	0.0034	0.20	0.080	0.010	0.061
O	0.041	0.21	2.20	0.008	0.0013	0.036	0.0035	0.15	0.081	0.008	0.070
P	0.043	0.19	1.60	0.008	0.0009	0.038	0.0028	0.04	0.078	0.009	0.053
Q	0.050	0.20	1.20	0.006	0.0011	0.041	0.0033	0.49	0.068	0.008	-
R	0.046	0.18	1.64	0.012	0.0013	0.032	0.0028	0.16	0.016	0.051	0.051
S	0.040	0.51	1.51	0.012	0.0012	0.030	0.0026	-	0.250	-	-
T	0.030	0.51	1.48	0.010	0.0012	0.035	0.0026	-	0.151	0.013	-

表 9

鋼板	鋼	加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	組織	備考
1	A	1250	910	560	782	20.2	85	F	発明例
2	A	1200	880	600	820	21.4	86	F	発明例
3	A	1250	900	675	813	24.1	113	F	発明例
4	A	1200	880	510	740	17.2	91	B	比較例
5	B	1250	900	640	798	23.6	81	F	発明例
6	C	1250	915	650	831	24.2	85	F	発明例
7	D	1200	880	610	799	22.1	73	F	発明例
8	E	1250	900	640	822	22.6	80	F	発明例
9	F	1250	890	630	836	20.6	82	F	発明例
10	G	1200	900	600	783	24.9	89	F	発明例
11	H	1250	915	590	828	21.6	81	F	発明例
12	I	1250	890	620	780	23.1	90	F	発明例
13	J	1200	900	600	857	20.1	79	F	発明例
14	K	1200	900	610	850	20.2	78	F	発明例
15	L	1250	900	450	811	23.1	100	F	発明例
16	M	1250	915	650	820	18.6	43	F+P	比較例
17	N	1200	900	710	830	18.1	52	F+P	比較例
18	O	1250	900	500	841	17.2	50	F+M	比較例
19	P	1250	890	580	791	20.4	55	F	比較例
20	Q	1250	900	510	820	17.9	46	F+M	比較例
21	R	1250	915	630	760	20.1	50	F	比較例
22	S	1250	900	600	830	17.4	39	F	比較例
23	T	1200	890	610	814	17.8	48	F	比較例

F: フェライト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、P: パーライト

実施例 7

表 8 の鋼 A、F、および M を 1250 °C に加熱後、仕上温度 890 °C で熱間圧延し、巻取温度 630 °C で巻取って、板厚 3.0 mm の鋼板を作製した。そして、JIS 5 号試験片により引張試験を行った。また、固溶 C 量を内部摩擦測定により測定した。

図 6 に、固溶 C 量と EL との関係を示す。

固溶 C 量を 0.0020 % 以下にすると、EL が良好となることが確認された。

実施例 8

表 10 に示す化学成分を有する鋼 A-M を 1250 °C に加熱し、仕上温度 880-930 °C で熱間圧延後、冷却速度と巻取温度を変化させて、板厚 2.6 mm の鋼板 1-13 を作製した。ここで、巻取温度は、600 °C を超える温度範囲で変化させた。そして、JIS 5 号試験片および穴広げ試験片を採取し、引張試験および穴広げ試験を行った。また、透過電子顕微鏡によって析出物を調査した。

結果を表 11 に示す。

本発明例である鋼板 1-9 はいずれもフェライト組織単相からなり、析出物の平均粒径が 10 nm 未満で、析出物の組成比率も $0.1 \leq \text{Ti} / \text{Mo} \leq 3$ を満足しているため、TS が 950 MPa 以上で、高い EL および入りを有している。

これに対し、比較例である鋼板 10 では、C 量が多すぎ、Mo 無添加のためパーライトが生成し、かつ析出物が粗大化しており、EL および入りがともに低い。また、鋼板 11 では、Mo 無添加のため析出物が粗大化しており、EL および入りがともに低い。鋼板 12 では、Mn 量が多すぎるため偏析が顕著であり、かつ組織内にマルテンサイトが形成されているため EL および入りがともに低い。鋼板 13 では、Ti と Mo の複合析出物は存在するものの、C 量が多すぎ、パーライトが生成し、かつ析出物が粗大化するため EL および入りがともに低い。

表 10

鋼	化学成分(wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	その他
A	0.075	0.19	1.59	0.002	0.0007	0.045	0.0040	0.34	0.17	-	-	-
B	0.085	0.21	1.60	0.003	0.0008	0.046	0.0039	0.37	0.19	0.011	-	-
C	0.090	0.16	1.57	0.004	0.0007	0.050	0.0041	0.50	0.19	0.033	-	-
D	0.119	0.17	1.59	0.005	0.0006	0.048	0.0032	0.51	0.24	0.009	-	-
E	0.130	0.08	1.65	0.004	0.0009	0.044	0.0036	0.60	0.17	0.012	0.068	-
F	0.089	0.09	0.84	0.005	0.0007	0.047	0.0041	0.52	0.18	0.039	-	-
G	0.094	0.16	1.54	0.006	0.0007	0.045	0.0039	0.41	0.19	0.011	-	Cr: 0.10
H	0.090	0.15	1.58	0.004	0.0007	0.044	0.0042	0.38	0.19	0.007	-	Cu: 0.15
I	0.094	0.16	1.56	0.003	0.0006	0.046	0.0039	0.40	0.19	0.007	-	Ni: 0.12
J	0.181	0.19	1.70	0.008	0.0007	0.051	0.0030	-	0.21	0.037	-	-
K	0.090	0.07	1.71	0.007	0.0009	0.047	0.0037	-	0.27	0.036	-	-
L	0.091	0.13	2.23	0.003	0.0009	0.048	0.0045	0.37	0.18	0.020	-	-
M	0.168	0.48	1.06	0.011	0.0010	0.032	0.0031	0.29	0.24	0.048	-	-

表 11

鋼板	鋼	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	組織	析出物粒径 (μ m)	析出物組成比 Ti/Mo	備考
1	A	961	20.9	83	F	5	0.96	発明例
2	B	990	19.6	81	F	5	0.89	発明例
3	C	1003	18.5	80	F	6	1.38	発明例
4	D	1052	16.9	97	F	6	1.04	発明例
5	E	1048	16.0	83	F	5	1.94	発明例
6	F	965	20.1	101	F	6	0.59	発明例
7	G	994	19.0	96	F	5	0.79	発明例
8	H	992	19.0	105	F	5	0.96	発明例
9	I	999	18.3	81	F	5	1.04	発明例
10	J	991	16.1	21	F+P	15	—	比較例
11	K	973	16.6	41	F	16	—	比較例
12	L	988	14.7	23	F+M	7	1.13	比較例
13	M	992	16.0	68	F+P	13	3.00	比較例

F: フェライト、M: マルテンサイト、P: パーライト

実施例 9

表 12 に示す成分の鋼 A-E を 1250 °C に加熱し、仕上温度 890 °C で熱間圧延後、巻取温度 620 °C で巻取り、板厚 3.2 mm の鋼板 1-5 を作製した。そして、実施例 4 と同様な鋼板の幅方向中央部と端部の引張特性値および穴広げ率を調査した。また、透過電子顕微鏡によって析出物を調査した。

結果を表 13 に示す。

本発明例である鋼板 1-4 では、材質変動が極めて小さい。

一方、比較例である鋼板 5 では、炭・窒化物形成元素として Ti のみしか含有されていないため、EL および入りが低く、材質変動も大きい。

表 12

鋼	化学成分(wt%)												Ti/ (Mo+W)	組織
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	Cr	W		
A	0.048	0.01	1.48	0.008	0.001	0.045	0.0038	0.081	0.010	0.16	0.050	0.071	0.8	F
B	0.048	0.03	1.49	0.008	0.001	0.043	0.0037	0.088	0.012	0.15	0.051	0.098	0.9	F
C	0.049	0.02	1.50	0.007	0.001	0.044	0.0035	0.085	0.013	0.10	0.052	0.200	0.8	F
D	0.047	0.01	1.50	0.008	0.001	0.045	0.0035	0.087	0.012	—	0.055	0.400	0.8	F
E	0.043	0.01	1.53	0.005	0.001	0.044	0.0034	0.186	0.009	—	0.051	—	—	F

F:フェライト

表 13

鋼板	鋼	引張特性値		λ (%)	材質変動		備考
		TS (MPa)	EL (%)		ΔTS	ΔEL	
1	A	813	22	100	8	1.0	発明例
2	B	822	20	105	13	1.2	発明例
3	C	801	23	110	5	1.1	発明例
4	D	808	21	108	3	0.9	発明例
5	E	762	17	60	35	3.8	比較例

請求の範囲

1. 重量%で $C \leq 0.15\%$ 、 $Ti : 0.02-0.35\%$ 、 $Mo : 0.05-0.7\%$ を含有し、実質的にフェライト組織単相のマトリックスと前記マトリックス中に分散した粒径が 10 nm 未満の微細析出物とからなる高張力熱延鋼板。
2. 重量%で $C \leq 0.15\%$ 、 $Ti : 0.02-0.35\%$ 、 $W : 0.01-1.5\%$ を含有し、実質的にフェライト組織単相のマトリックスと前記マトリックス中に分散した粒径が 10 nm 未満の微細析出物とからなる高張力熱延鋼板。
3. 重量%で $C \leq 0.15\%$ 、 $Ti : 0.02-0.35\%$ 、 $Mo : 0.05-0.7\%$ 、 $W : 0.01-1.5\%$ を含有し、実質的にフェライト組織単相のマトリックスと前記マトリックス中に分散した粒径が 10 nm 未満の微細析出物とからなる高張力熱延鋼板。
4. 微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した請求の範囲 1 の高張力熱延鋼板。
5. 微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した請求の範囲 2 の高張力熱延鋼板。
6. 微細析出物が 5×10^4 個 / μm^3 以上の割合で分散した請求の範囲 3 の高張力熱延鋼板。
7. Fe 炭化物の粒径が $1\text{ }\mu\text{m}$ 未満、その体積率が 1% 以下である請求の範囲 1 の高張力熱延鋼板。
8. Fe 炭化物の粒径が $1\text{ }\mu\text{m}$ 未満、その体積率が 1% 以下である請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

9. 重量%で表される C、Ti、Mo の含有量が $0.8 \leq (C/12)/[(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ を満足する請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

10. 微細析出物中の原子%で表される Ti、Mo の含有量が $0.1 \leq Ti/Mo \leq 3$ を満足する請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

11. さらに、重量%で $Nb \leq 0.08\%$ と $V \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素を含有し、かつ微細析出物中の原子%で表される Ti、Mo、Nb、V の含有量が $0.25 \leq Mo/(Ti + Nb + V + Mo)$ を満足する請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

12. 実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、残部が Fe からなる請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

13. 実質的に、重量%で $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.02-0.10\%$ 、 $Mo : 0.05-0.6\%$ 、 $Nb \leq 0.08\%$ と $V \leq 0.15\%$ のなかから選ばれた少なくとも 1 種の元素、残部が Fe からなる請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

14. 実質的に、重量%で $C : 0.06\%$ 超え 0.15% 以下、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn : 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti : 0.10\%$ 超え 0.35% 以下、 $Mo : 0.3-0.7\%$ 、残部が Fe からなる請求の範囲 4 の高張力熱延鋼板。

15. 実質的に、重量%で $C \leq 0.1\%$ 、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn \leq 2\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Ti : 0.02-0.2\%$ 、 $Nb \leq 0.08\%$ 、 $W : 0.01-1.5\%$ 、残部が Fe からなり、かつ微細析出物中の原子%で表される Ti、W の含有量が $0.1 \leq Ti/W$ を満足する請求の範囲 5 の高張力熱延鋼板。

16. 実質的に、重量%で $C \leq 0.1 \%$ 、 $Si \leq 0.5 \%$ 、 $Mn \leq 2 \%$ 、 $P \leq 0.06 \%$ 、 $S \leq 0.01 \%$ 、 $Al \leq 0.1 \%$ 、 $N \leq 0.006 \%$ 、 $Cr \leq 0.5 \%$ 、 $Ti : 0.02-0.2 \%$ 、 $Nb \leq 0.08 \%$ 、 $Mo : 0.05-0.6 \%$ 、 $W : 0.01-1.5 \%$ 、残部が Fe からなり、かつ微細析出物中の原子%で表される Ti、Mo、W の含有量が $0.1 \leq Ti / (Mo + W)$ を満足する請求の範囲 6 の高張力熱延鋼板。

17. 重量%で固溶 $C \leq 0.0020 \%$ を満足する請求の範囲 12 の高張力熱延鋼板。

18. 重量%で固溶 $C \leq 0.0020 \%$ を満足する請求の範囲 13 の高張力熱延鋼板。

19. 重量%で固溶 $C \leq 0.0020 \%$ を満足する請求の範囲 14 の高張力熱延鋼板。

20. 重量%で $Si + Mo \leq 0.5 \%$ を満足する請求の範囲 12 の高張力熱延鋼板。

21. 重量%で $Si + Mo \leq 0.5 \%$ を満足する請求の範囲 13 の高張力熱延鋼板。

22. 重量%で $Si + Mo \leq 0.5 \%$ を満足する請求の範囲 14 の高張力熱延鋼板。

23. 実質的に、重量%で $C \leq 0.06 \%$ 、 $Si \leq 0.5 \%$ 、 $Mn : 0.5-2.0 \%$ 、 $P \leq 0.06 \%$ 、 $S \leq 0.005 \%$ 、 $Al \leq 0.1 \%$ 、 $N \leq 0.006 \%$ 、 $Mo : 0.05-0.6 \%$ 、 $Ti : 0.02-0.10 \%$ 、残部が Fe からなり、かつ $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ を満足する鋼スラブを製造する工程と、

前記鋼スラブを A_{r3} 変態点以上で熱間圧延し、熱延鋼板を製造する工程と、

前記熱延鋼板を $550-700^\circ\text{C}$ で巻き取る工程と、

を有する高張力熱延鋼板の製造方法。

24. 実質的に、重量%で $C \leq 0.06 \%$ 、 $Si \leq 0.5 \%$ 、 $Mn : 0.5-2.0 \%$ 、 $P \leq 0.06 \%$ 、 $S \leq 0.005 \%$ 、 $Al \leq 0.1 \%$ 、 $N \leq 0.006 \%$ 、 $Mo : 0.05-0.6 \%$ 、 $Ti : 0.02-0.10 \%$ 、 Nb

$\leq 0.08 \%$ と $V \leq 0.15 \%$ から選ばれた少なくとも1種の元素、残部がFeからなる鋼スラブを製造する工程と、

前記鋼スラブを Ar_3 変態点以上で熱間圧延し、熱延鋼板を製造する工程と、

前記熱延鋼板を $550-700^\circ\text{C}$ で巻き取る工程と、

を有する高張力熱延鋼板の製造方法。

25. 実質的に、重量%で $C: 0.06\%$ 超え 0.15% 以下、 $Si \leq 0.5\%$ 、 $Mn: 0.5-2.0\%$ 、 $P \leq 0.06\%$ 、 $S \leq 0.005\%$ 、 $Al \leq 0.1\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $Ti: 0.10\%$ 超え 0.35% 以下、 $Mo: 0.3-0.7\%$ 、残部がFeからなり、かつ $0.8 \leq (C/12) / [(Ti/48) + (Mo/96)] \leq 1.3$ を満足する鋼スラブを製造する工程と、

前記鋼スラブを Ar_3 変態点以上で熱間圧延し、熱延鋼板を製造する工程と、

前記熱延鋼板を $550-700^\circ\text{C}$ で巻き取る工程と、

を有する高張力熱延鋼板の製造方法。

26. 請求の範囲 12 の高張力熱延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した亜鉛めっき鋼板。

27. 請求の範囲 13 の高張力熱延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した亜鉛めっき鋼板。

28. 請求の範囲 14 の高張力熱延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した亜鉛めっき鋼板。

29. 請求の範囲 12 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。

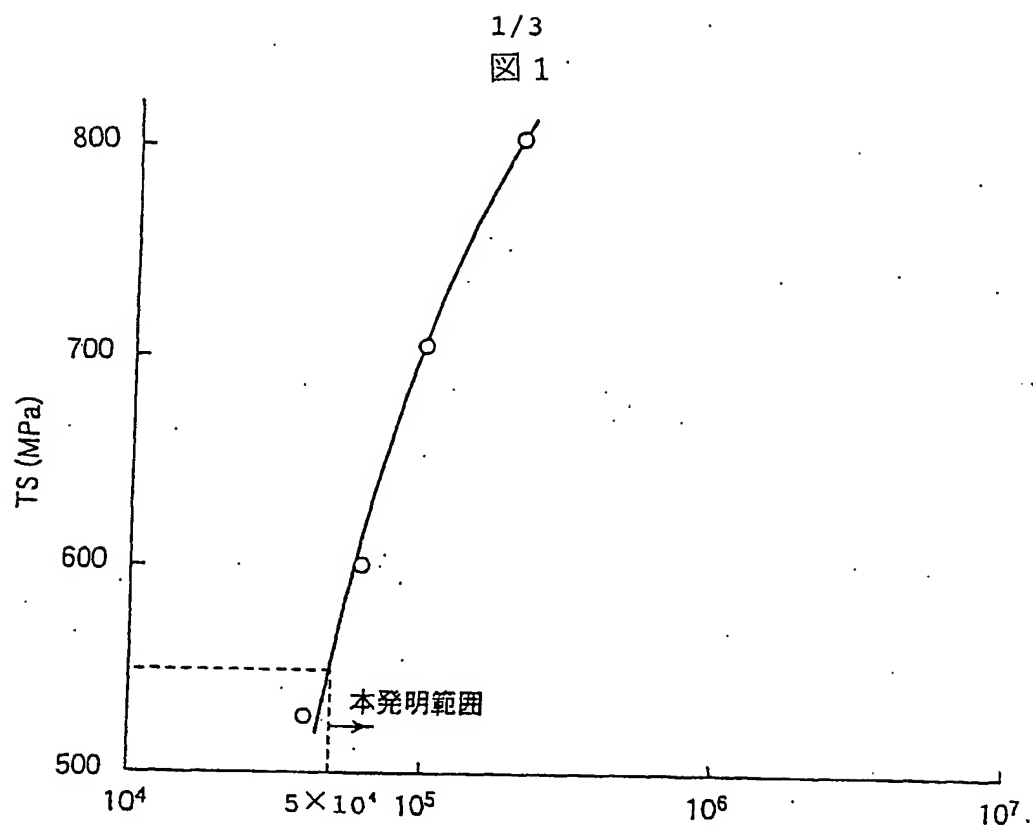
30. 請求の範囲 13 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。

31. 請求の範囲 14 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。

32. 80 %以上の穴広げ率と 700 MPa 以上の引張強度 TS を有し、TS、伸び EL (%)、板厚 t (mm) が $(TS \times EL) / t^{0.2} > 12000$ を満足する請求の範囲 12 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。

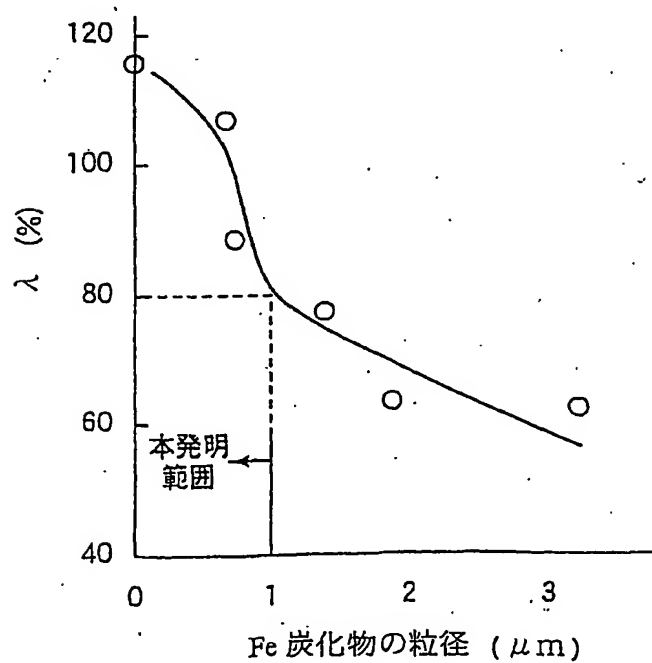
33. 80 %以上の穴広げ率と 700 MPa 以上の引張強度 TS を有し、TS、伸び EL (%)、板厚 t (mm) が $(TS \times EL) / t^{0.2} > 12000$ を満足する請求の範囲 13 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。

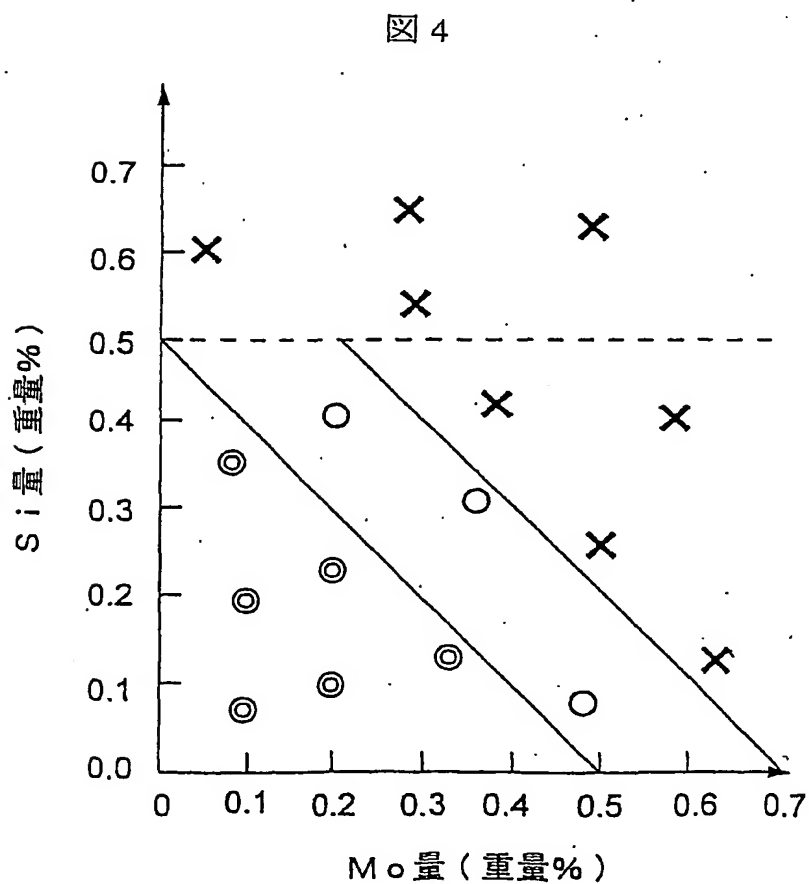
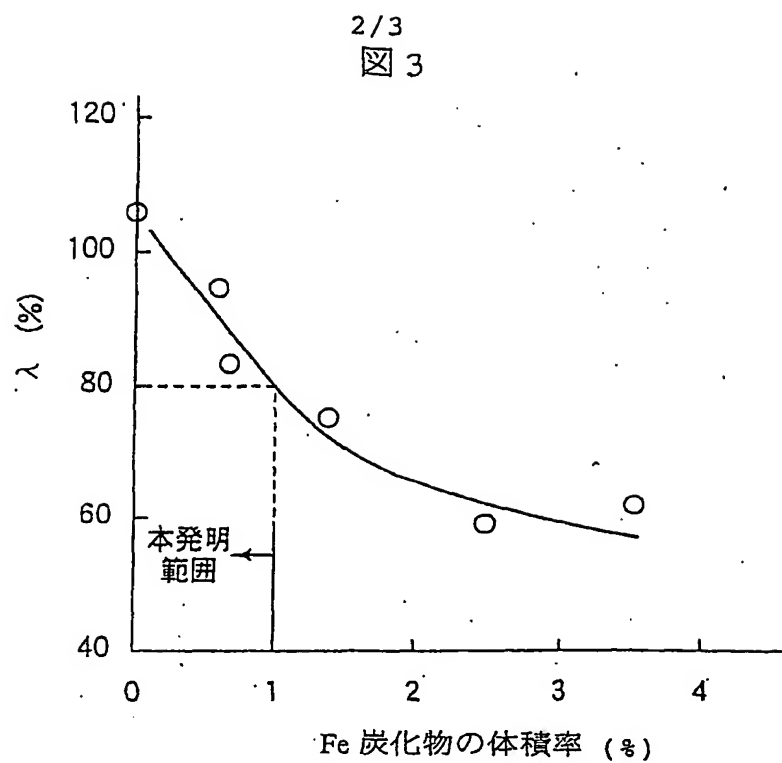
34. 80 %以上の穴広げ率と 700 MPa 以上の引張強度 TS を有し、TS、伸び EL (%)、板厚 t (mm) が $(TS \times EL) / t^{0.2} > 12000$ を満足する請求の範囲 14 の高張力熱延鋼板を用いた自動車の足回り部材。



微細炭化物の単位体積当りの個数 (個/μm³)

図 2





3/3

図 5

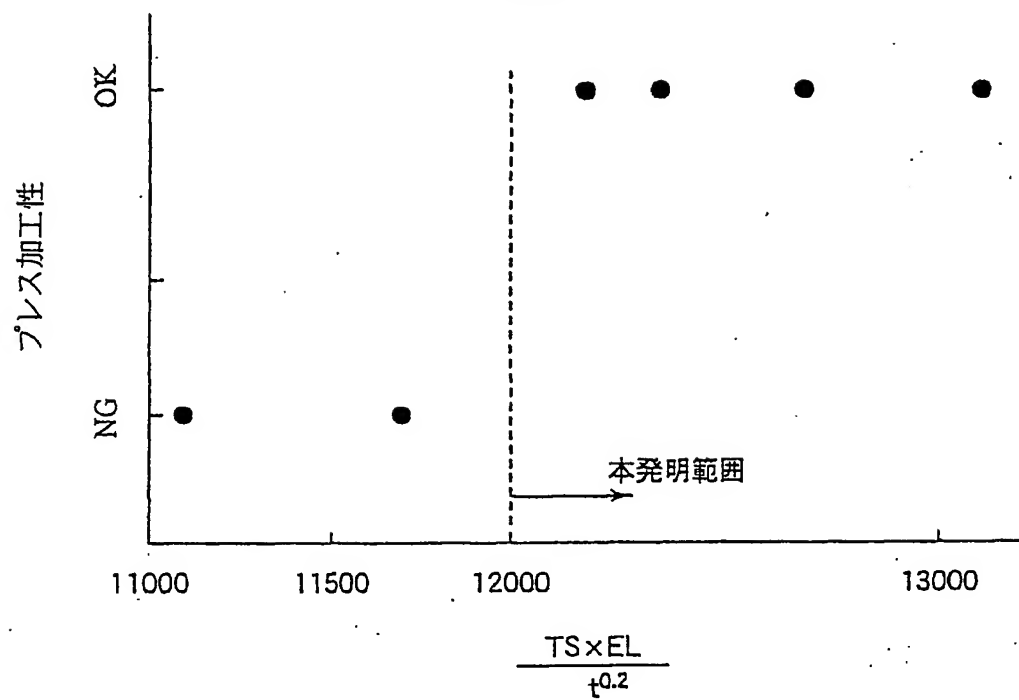


図 6

